

冷镦紧固件用 Ti-3Al-5Mo-4.5V 钛合金的微观组织及性能

张青来¹, 匡雁锐¹, 韩寅奔², 韩伟东³, 冯甜甜¹

- (1. 江苏大学 材料科学与工程学院, 镇江 212013;
2. 东北大学 材料与冶金学院, 沈阳 110004;
3. 宝鸡市博信金属材料有限公司, 宝鸡 721013)

摘要: 通过透射电镜、扫描电镜和光学显微镜等手段, 研究丝材制备过程中 BT16 钛合金的组织结构演变。结果表明: BT16 合金退火态丝材具有良好的力学性能, 断面收缩率 Ψ 为 62%~65%, 冷镦变形量达到 80%; 退火后的合金组织由初生等轴 α 相、少量短条状 α 相及晶间 β 相组成的; 固溶时效后合金组织由不规则的等轴状初生 α 相和析出针状 α' 相的 β 相组成, 其中淬火时效合金中的针状 α' 相更细小。

关键词: BT16 钛合金; 冷镦紧固件; 微观组织; 固溶; 时效; 力学性能

中图分类号: TG146.4

文献标志码: A

Microstructures and mechanical properties of Ti-3Al-5Mo-4.5V titanium alloy for cold upsetting fasteners

ZHANG Qing-lai¹, KUANG Yan-rui¹, HAN Yin-ben², HAN Wei-dong³, FENG Tian-tian¹

- (1. School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China;
2. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004, China;
3. Baoji Boxin Metal Materials Co., Ltd., Baoji 721013, China)

Abstract: The microstructure evolution of titanium alloy BT16 during the preparation wires were investigated by transmission electron microscopy, scanning electronic microscopy and optical microscopy. The results show that BT16 alloy annealed wires have excellent mechanical properties with area reduction (Ψ) of 62%~65% and cold heading deformation amount of 80%. After annealing, the alloy microstructure consists of primary equiaxial α phases, a few short-bar α' phases and intergranular β phases. The microstructure of solid-aged alloy is composed of irregular equiaxial primary α phases and β phases which precipitate needle α' phases, while the needle α' phases in the quench-aged alloy are smaller.

Key words: BT16 titanium alloy; microstructure; cold upsetting fasteners; solution; aging; mechanical properties

Ti-3Al-5Mo-4.5V 钛合金(BT16)由全俄轻合金研究院研制, 是一种高强、新型的典型 $\alpha+\beta$ 两相钛合金, 具有优良的力学性能和冷镦成形, 该合金的主要半成品是轧制态和拉拔态直径为 4~10 mm 的丝材和棒材, 通过冷镦可以制作螺钉、螺栓和铆钉等航空紧固件^[1-2]。

BT16 钛合金特点如下: 含少量的 Al, 更多的 β

稳定元素(Mo), β 相稳定系数 K_β 高达 0.8, β 相含量约为 25%~30%, 退火或淬火状态下都具有较高的塑性, 而固溶+时效合金具有更高的强度, 而塑性降低不明显^[3]。钛合金在热处理过程中出现的主要过渡相有 α' 相、 α'' 相和淬火时效 β 相^[4-5]。俄罗斯采用退火态 BT16 合金丝材冷镦制作航空紧固件^[6]。国内外学者^[7-11]对 BT16 钛合金退火工艺、微观组织、相结构和力学性能

进行了大量研究。WANG 等^[12]和张庆玲等^[13]研究冷变形过程形成的绝热剪切带相转变。采用 BT16 合金制造冷变形强化紧固件,其工时和成本最低,可在 160 ℃ 以下无限期使用;采用固溶时效 BT16 合金制造的紧固件,其工作温度可达 350 ℃。

因此,本文作者将利用光学显微镜(OM)、扫描电镜(SEM)和透射电镜(TEM)手段研究BT16钛合金在生产过程中组织结构演变及热处理工艺对合金丝材力学性能的影响,为进一步研究和优化 BT16 钛合金及应用提供理论依据和实验数据,具有重要的应用价值和研究意义。

1 实验

在本实验中,使用直径为 6.5 mm 的 BT16 钛合金丝材,其化学成分如表 1 所列。合金丝材的制备过程如下:铸锭→开坯→锻造→轧制。首先,利用两次真空自耗电极熔化炉获得直径为 210 mm 的 BT16 钛合金铸锭,然后开坯,开始温度为 1 150 ℃,结束温度控制在 800 ℃左右,之后热锻成直径为 7.5 mm 的丝材,最后进行退火处理:780 ℃保温 2 h,炉冷至 550 ℃,再空冷。退火后的丝材进行表面磨光,以备冷镦实验用。

利用 LEICA DM2500M 型正置透反射光学显微镜

表 1 BT16 钛合金化学成分

Table 1 Chemical composition of BT16 alloy (mass fraction, %)

Type	Al	Mo	V	C	Fe
Test	2.8	5.2	4.5	0.02	0.05
Standard	1.8-3.8	4.5-5.5	4.0-5.0	≤0.10	≤0.25

Type	Si	Zr	O	N	H
Test	0.08	0.10	0.08	0.02	0.001
Standard	≤0.15	≤0.30	≤0.15	≤0.05	≤0.015

(OM)、JEOL JEM-2100 型透射电镜(TEM)和 JEOL JSEM-7001F 型高分辨扫描电镜(SEM)对 BT16 钛合金丝材和冷镦试样进行观察和分析。化学腐蚀剂配比为 2.5 mL Hf+3 mL HNO₃+5 mL HCl+89.5 mL H₂O。

2 结果与分析

2.1 铸锭和热锻棒微观组织

图 1 所示为 BT16 钛合金铸锭和热锻棒的微观组织。BT16 钛合金铸锭是 $\alpha+\beta$ 两相组织,粗大 β 晶内 α 相以树枝状形式存在,部分 α 相沿粗大 β 晶界分布(见图 1(a)和(b)); BT16 合金的再结晶温度范围为 840~860 ℃^[2],因此,开坯开始温度选为 1 150 ℃,终了温

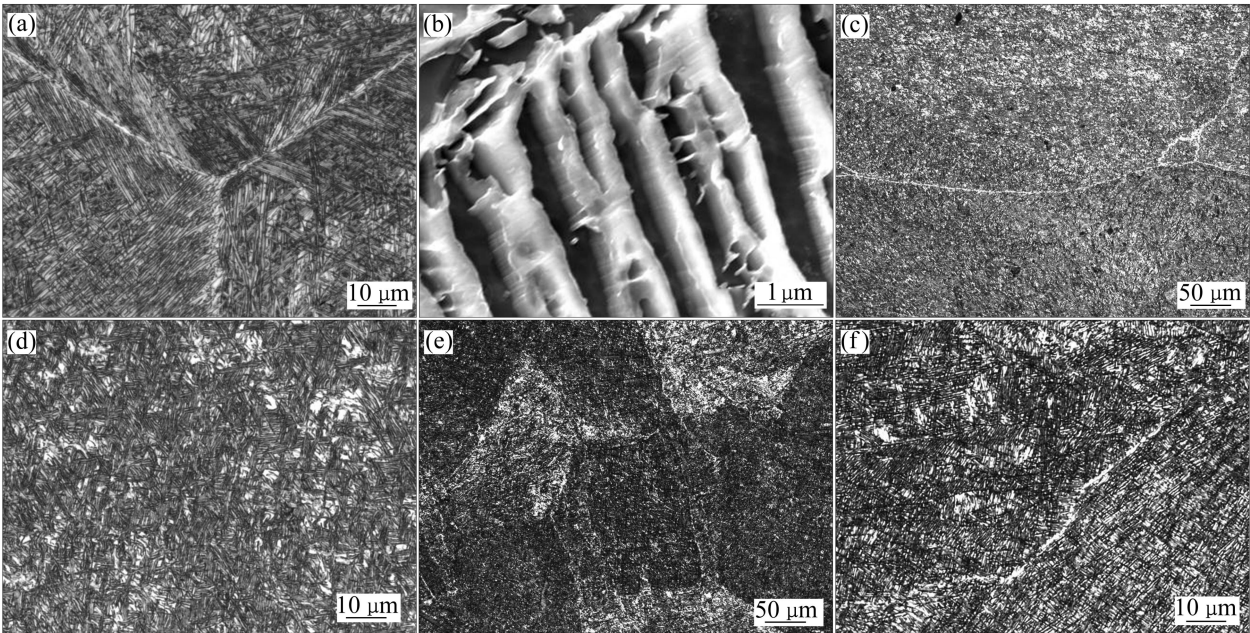


图 1 BT16 钛合金铸锭和热锻棒的微观组织

Fig. 1 Micrographs of ingot and hot-forged BT16 alloy rods: (a), (b) OM, SEM images of ingot, respectively; (c), (d) OM images of hot-forged billet; (e), (f) OM images of forged and annealed rods with 55 mm diameter

度控制在 800 ℃左右, 之后空冷, 锻坯含有粗大 β 晶粒, 在其晶内和边界均有细小片状 α 相不均匀析出(见图 1(c)和(d)); 直径为 55 mm 的热锻棒材中, 形成等轴的 β 晶粒, 其平均尺寸为 150 μm , 在其边界和晶内均有细小 α 相不均匀析出, 如图 1(e)和(f)所示。

2.2 丝材微观组织和力学性能

表 2 所列为 BT16 钛合金丝材的力学性能如表 2 所列。从表 2 可见, 退火态 BT16 钛合金丝材(d 6.5 mm)的拉伸性能为 σ_b 为 870~935 MPa, δ 为 22%~25%, ψ 为 62%~ 65%, 均满足俄罗斯 ГОСТ1497—84 标准对 BT16 钛合金紧固件冷镦成形性能要求。经 780 ℃、2 h+550 ℃、AC 退火处理的 BT16 合金丝材冷镦变形量达到 80%, 和文献[13]中冷镦极限值一致, 试样形状完整, 未见任何开裂和表面微裂纹, 如图 2 所示。

表 2 BT16 钛合金丝材的力学性能

Table 2 Mechanical properties of titanium alloy BT16 wires

Sample No.	Diameter/mm	Annealing	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%
1	6.5	(760 ℃, 2 h)+(550 ℃, AC)	935	880	22	65
2	6.5	(780 ℃, 2 h)+(550 ℃, AC)	870	835	24	64
3	6.5	(800 ℃, 2 h)+(550 ℃, AC)	895	855	25	62
Standard	4~10	(770~790 ℃, 2 h)+(550 ℃, AC)	830~950		≥ 14	≥ 60

图 3 所示为 BT16 钛合金丝材的微观组织。在丝材热轧过程中, 如果加热温度在 $T_\alpha\sim T_\beta$ 之间, 那么片状 α 晶粒将发生球化, 形成细等轴晶粒, 因此, 热轧

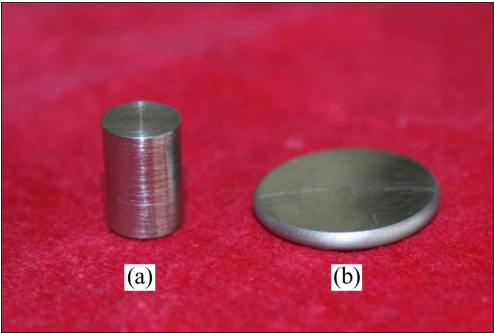


图 2 BT16 钛合金丝材冷镦试样照片
Fig. 2 Photos of cold upsetting specimen of BT16 alloy:
(a) Without deformation; (b) With 80% deformation

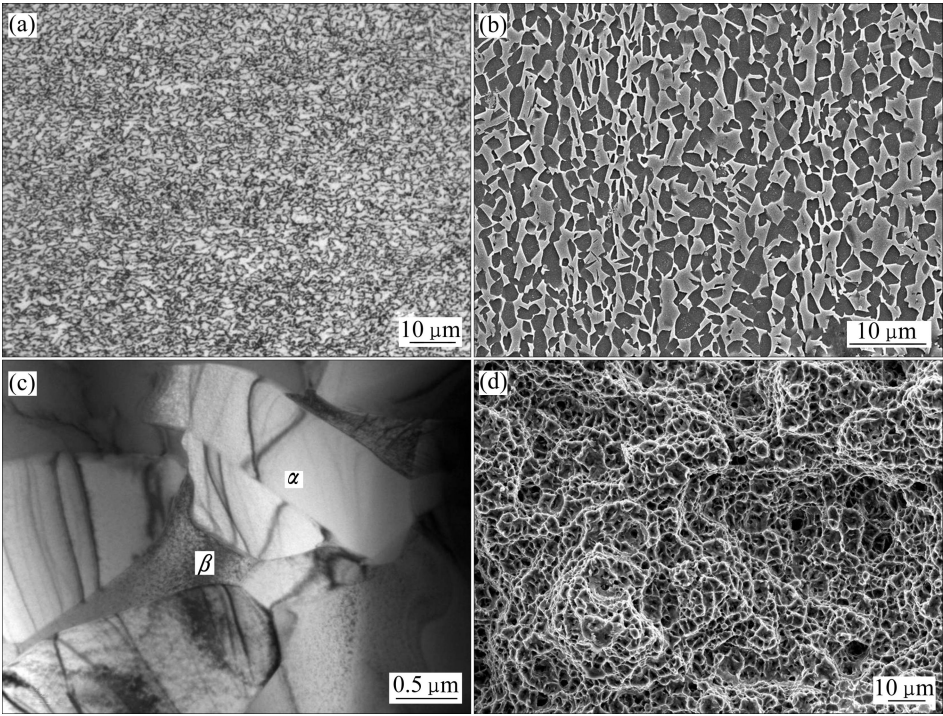


图 3 直径 6.5 mm BT16 钛合金丝材的微观组织
Fig. 3 Microstructures of 6.5 mm-diameter rolled wires: (a), (b) OM and SEM images of samples annealed at 780 ℃, 2 h+550 ℃, AC, respectively; (c) TEM image; (d) SEM image of tensile fracture

终了温度应控制在 $\alpha+\beta$ 两相区间。在合金丝材磨光前进行退火处理,由于 BT16 合金的再结晶温度范围为 840~860 $^{\circ}\text{C}$, 本实验选用热处理工艺制度如下: 760~800 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h, 炉冷至 550 $^{\circ}\text{C}$, 再空冷。退火丝材是由均匀分布的细小近等轴 α 和 β 两相组成, 其颗粒大小为 1~3 μm , 如图 3(a)~3(c)所示。拉伸断口具有典型的分布均匀的细小韧窝, 呈韧性断裂, 具有良好的塑性(见图 3(d))。

2.3 固溶时效处理和显微组织

由文献[3]可知, 与退火态相比, 固溶+时效后的 BT16 合金的性能得到强化, 其抗拉强度可达到 1 000~1 200 MPa, 尽管伸长率降为 12%~16%, 其断面收缩率仍大于 60%。由于钼和钒的含量相当高, BT16 合金在固溶+时效过程中可有效地强化, 因此, 本文作者将研究该合金固溶+时效后的组织结构特征。实验中固溶时效工艺制度如下:

1) 空冷+时效制度: 随炉加热到 800 $^{\circ}\text{C}$ 、保温 2 h, 空冷, 500 $^{\circ}\text{C}$ 、6 h, 空冷, 即 800 $^{\circ}\text{C}$ 、2 h、AC+500 $^{\circ}\text{C}$ 、6 h、AC;

2) 淬火+时效制度: 随炉加热到 800 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h, 水冷, 550 $^{\circ}\text{C}$ 、6 h, 空冷, 即 800 $^{\circ}\text{C}$ 、2 h、WQ+550 $^{\circ}\text{C}$ 、6 h、AC。

图 4(a)~(c)所示为固溶(空冷)+时效 BT16 合金的显微组织。合金由均匀分布的 α 相和 β 相组成的双态等轴组织组成(见图 4(a))。空冷+时效后, 合金中仍保

持细小片状和不规则的等轴初生 α 相, 同时 β 相内析出大量细小分布的不均匀针状次生 α' 相, 如图 4(b)和(c)所示。一方面, 加热到 800 $^{\circ}\text{C}$ 时(近 $\alpha+\beta$ 区域), 合金中仍保留大部分的初生 α 相; 另一方面, 在时效过程中, β 相内析出大量细小的针状次生 α' 相, 即发生如下转变: $\beta \rightarrow \beta + \alpha'$ 。

图 4(d)~(f)所示为淬火(固溶)+时效 BT16 合金的显微组织。固溶时效后合金由等轴 α 相和晶间 β 相组成的双态组织组成, 即由初生 α 相、晶间 β 相和 β 相内析出的针状 α' 相组成。此时, 析出的次生 α' 相比空冷+时效过程中析出的更加细小(见图 4(c)和(f))。其原因如下: 1) $\alpha+\beta$ 相区淬火时, 部分 β 相分解成针状马氏体 α' 相, α' 相分布在初生 α 相间的中间层(即 β 相内), 发生无扩散型相变形成的合金元素处于六方结构 α 中的过饱和固溶体; 2) 时效过程中马氏体分解成细小的 α' 相和 β 相。

3 讨论

钛合金 BT16 是一种高强、新型的马氏体型 $\alpha+\beta$ 钛合金, 退火或淬火状态下都具有较高的塑性, 即在退火状态下强度低, 塑性特别好; 在固溶+时效状态下, 强度较高, 塑性降低不明显^[3], 如表 2 和 3 所列。

将 BT16 和 TC4 两种钛合金分别在 750~800 $^{\circ}\text{C}$ 和 780~820 $^{\circ}\text{C}$ 温度区间进行淬火处理^[14-15], 即在 $\alpha+\beta$ 区

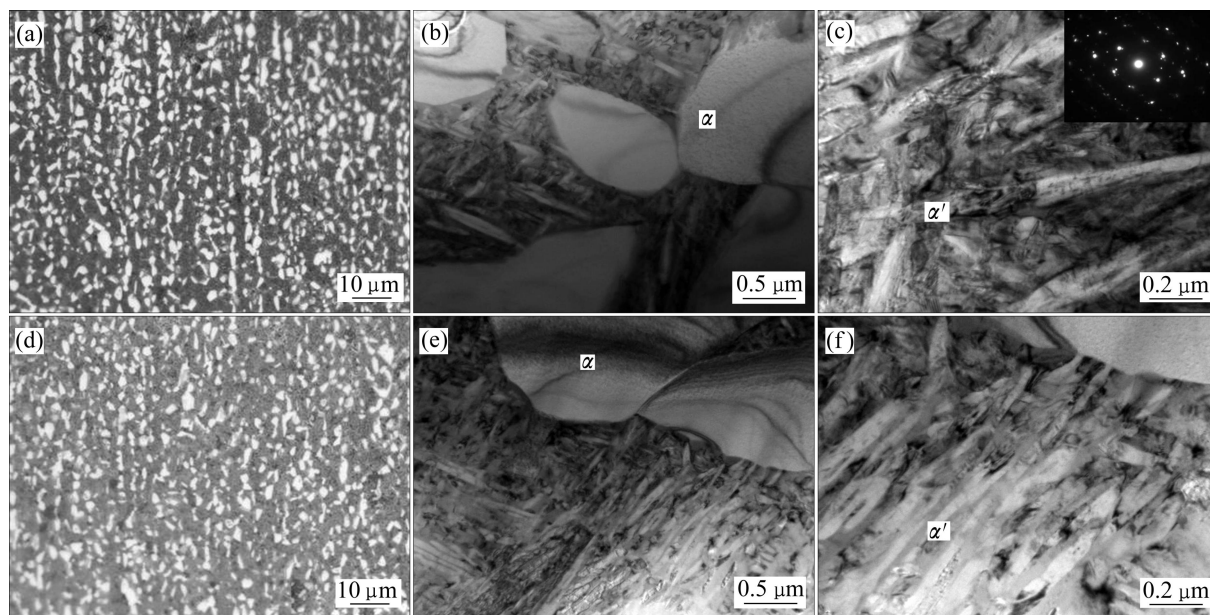


图 4 固溶时效后 BT16 合金丝材显微组织

Fig. 4 Microstructures of BT16 alloy wires after solution and aging: (a), (b), (c) OM and TEM images for (800 $^{\circ}\text{C}$, 2 h, AC)+(500 $^{\circ}\text{C}$, 6 h, AC), respectively; (d), (e), (f) OM and TEM images for (800 $^{\circ}\text{C}$, 2 h, WQ)+(550 $^{\circ}\text{C}$, 6 h, AC), respectively

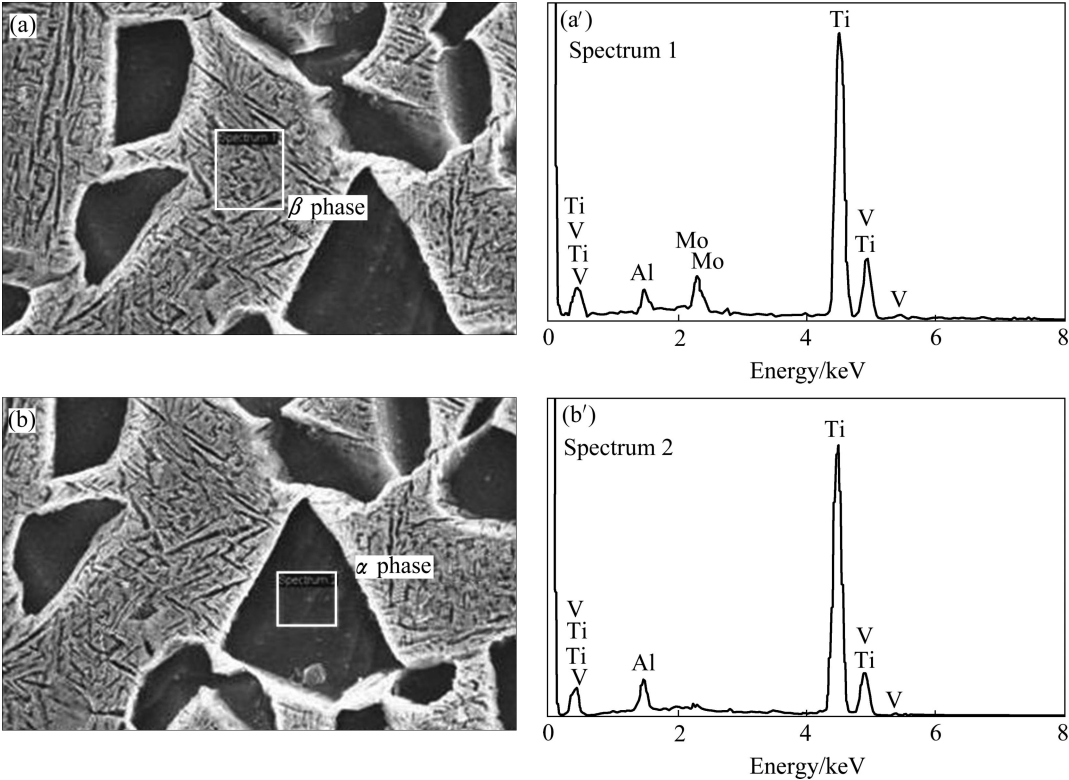


图 5 (800 ℃, 2 h, AC)+(500 ℃, 6 h, AC)固溶时效后 BT16 合金的 SEM 像及 EDS 谱
Fig. 5 SEM images((a), (b)) and EDS spectra((a'), (b')) of BT16 alloy after solution and aged under (800 ℃, 2 h, AC)+(500 ℃, 6 h, AC): (a), (a') β phase; (b), (b') α phase

淬火处理, 组织中含有大量 α'' 马氏体和亚稳 β 相, 但没有发现 ω 相的存在, 含 α'' 相淬火钛合金具有较低的屈服强度, 其原因是合金中的亚稳 β 相导致剪切模量降低, 当 β 稳定元素(5%~9% Mo)含量增加时, 针状 α' 相数量减少, 板状 α'' 相数量增加。本实验中两种固溶+时效处理后合金中均未发现板状 α'' 相(见图 4)。固溶时效合金 EDS 分析表明, β 稳定元素(Mo)存在于 β 相中, 而 α 相中未发现 Mo 的存在(见图 5)。

表 3 不同热处理 BT16 合金力学性能^[3]
Table 3 Mechanical properties of BT16 alloy after different heat treatments^[3]

Heat treatment	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ /%	ψ /%
Quenching in water from 800 ℃	910	730	18	61
Quenching in water from 800 ℃+aging at 550 ℃ for 5 h	955	760	16	67
Quenching in water from 800 ℃ + aging at 550 ℃ for 10 h	1075	860	12	60

4 结论

1) BT16 合金丝材退火制度如下: 760~830 ℃、2 h+550 ℃、空冷。所得丝材的力学性能如下: σ_b 为 870~935 MPa, δ 为 22%~25%, ψ 为 62%~65%, 其冷镦变形量达到 80%, 退火后合金组织由初生等轴 α 相、少量短条状 α 相及晶间 β 相组成。

2) 固溶(空冷)+时效后, 合金组织由不规则的等轴状初生 α 相和析出针状 α' 相的 β 相组成; 固溶(淬火)+时效后, 合金由等轴 α 相和晶间 β 相构成的双态组织, 即由初生 α 相、晶间 β 相及 β 相内析出的针状 α' 相组成。

REFERENCES

[1] FERRERO J G. Candidate materials for high-strength fastener applications in both the aerospace and automotive industries[J]. J Mater Eng Perform, 2005, 14(6): 691-696.
[2] SKVORTSOV A A, KHABAROV V P. Effect of the regimes of

- strengthening heat treatment on the properties of blanks made of alloy VT16[J]. *Metalloved Term Obrab Met*, 1988, 10: 56–57.
- [3] KOLACHEV B A, MOISEEV V N, RYNDENKOV D V. Structure and mechanical properties of alloys Ti-2.2%Al-2.2%V-2.2%Mo-2.5%Fe and Ti-2.2%Al-5%Fe equivalent to alloy VT16[J]. *Metal Science and Heat Treatment*, 2006, 48(5/6): 240–243.
- [4] MALITSEV M V, VOKOVA T N, SKUDNOV VA. Effect of cooling rate on the phase composition and mechanical properties of alloy VT16[J]. *Metalloved Term Obrab Met*, 1973, 9: 49–52.
- [5] 辛社伟, 赵永庆. 关于钛合金热处理和析出相的讨论[J]. *金属热处理*, 2006, 31(9): 39–42.
XIN She-wei, ZHAN Yong-qing. Discussion about the heat treatment and precipitated phases of titanium alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2006, 31(9): 39–42.
- [6] 沙爱学, 王庆如, 李光无. BT16 钛合金紧固件加工工艺分析[J]. *稀有金属材料与工程*, 2006, 35(3): 455–458.
SHA Ai-xue, WANG Qing-ru, LI Xing-wu. Process analysis of BT16 titanium alloy fastener[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2006, 35(3): 455–458.
- [7] LI X W, LU M X, SHA Ai X, ZHANG L. The tensile deformation behavior of Ti-3Al-4.5V-5Mo titanium alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, 490: 193–197.
- [8] MALTSEV M V, KASHNIKOV N I. Shape recovery during the reverse martensitic transformation in quenched and deformed titanium alloy VT16[J]. *Metalloved Term Obrab Met*, 1983(9): 25–26.
- [9] URKHANOV YU A, RAKHSHTADT A G. Processes of dynamic aging of VT16 titanium alloy[J]. *Metalloved Term Obrab Met*, 1996, 7: 16–20.
- [10] ZONG Y Y, SHAN D B, LU Y. Microstructural evolution of a Ti-4.5Al-3Mo-1V alloy during hot working[J]. *J Mater Sci* 2006, 41(12): 3753–3760.
- [11] ZHANG Z G, WU G Q, SONG H, CUI D, HUANG Z. Relationships between microstructure and mechanical properties of Ti-3Al-5Mo-5V alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, 487: 488–494.
- [12] WANG B F, YANG Y. Microstructure evolution in adiabatic shear band in fine-grain-sized Ti-3Al-5Mo-4.5V alloy[J]. *Mater Sci Eng A*, 2008, 473: 306–311.
- [13] 张庆玲, 王庆如, 李兴无. 航空用钛合金紧固件选材分析[J]. *材料工程*, 2007, 1: 11–14.
ZHANG Qing-ling, WANG Qing-ru, LI Xing-wu. Materials selection analysis for titanium alloy fasteners in aviation industry[J]. *Materials Engineering*, 2007, 1: 11–14.
- [14] KOLACHEV B A, MAMONOVA F S. Characteristics of the structure and properties of quenched titanium alloys[J]. *Metalloved Term Obrab Met*, 1975, 8: 52–56.
- [15] LUZHNIKOV L P, NOVIKOVA V M, MAREEV V M. Hardenability of industrial titanium alloy[J]. *Metalloved Term Obrab Met*, 1965, 5: 53–56.

(编辑 龙怀中)